

Obtención de materiales compuestos de Al_2O_3 /plaquetas de SiC: efecto de las condiciones de procesado

M. BELMONTE, J. S. MOYA, P. MIRANZO

Instituto de Cerámica y Vidrio (CSIC)

28500 Arganda del Rey. Madrid

RESUMEN. Obtención de materiales compuestos de Al_2O_3 /plaquetas de SiC: efecto de las condiciones de procesado.

Se han obtenido materiales compuestos de Al_2O_3 /plaquetas de SiC mediante tres vías de sinterización diferentes: prensado en caliente, sinterización convencional y sinterización bajo presión de gas. El objetivo fundamental ha sido el estudio del efecto de las condiciones de procesado en el grado de densificación y la microestructura de estos materiales.

Las mezclas perfectamente homogéneas de Al_2O_3 /SiC con contenidos en plaquetas del 5 y 12 % en volumen se ha preparado mediante floculación instantánea de las correspondientes suspensiones estables. Se han conseguido materiales con densidades próximas a la teórica utilizando prensado en caliente a 1500-1550 °C en atmósfera de argón. Sin embargo, esta técnica sólo permite la fabricación de piezas con geometrías muy simples que requieren un mecanizado posterior, por lo que se han considerado otras vías de sinterización (convencional y bajo presión de gas) que permiten desarrollar componentes con formas cercanas a las necesarias para sus aplicaciones finales. Aunque las densidades obtenidas usando estas vías son menores que las correspondientes al prensado en caliente, con el método de sinterización bajo presión de gas se alcanzan densidades aceptables, cercanas al 97 % de la teórica.

PALABRAS CLAVE. Procesamiento, materiales compuestos, plaquetas, sinterización, alúmina, carburo de silicio.

1. INTRODUCCION

En la última década ha crecido el interés en la fabricación de materiales compuestos de matriz cerámica y, en concreto, de materiales de Al_2O_3 reforzados con fibras cortas monocristalinas (FCM o whiskers) de SiC, debido a sus buenas propiedades termomecánicas y a su buen comportamiento como herramientas de corte y componentes estructurales (1, 2). Aunque los valores más altos de tenacidad se consiguen utilizando FCM, su manipulación conlleva un considerable riesgo para la salud (3), por lo que durante estos últimos años la investigación se ha enfocado hacia el desarrollo de materiales compuestos donde la fase reforzante esté constituida por granos o plaquetas de carburo de silicio (4-6).

Hasta ahora las herramientas de corte cerámicas han sido fabricadas mediante prensado en caliente, ya que se consiguen materiales con densidades próximas a la teórica; sin embargo, esta técnica presenta grandes limitaciones a la hora de diseñar geometrías complejas y, por tanto, las piezas requieren un costoso mecanizado. Por estos motivos, es necesario potenciar otras vías de sinterización que faciliten

ABSTRACT. Obtention of Al_2O_3 /SiC platelets composites: effect of the processing conditions.

Al_2O_3 /SiC platelets composites have been obtained by three different sintering routes: hot pressing, pressureless sintering and gas pressure sintering. The main objective of this work has been to study the effect of processing parameters on the densification and microstructure of these materials.

Highly homogeneous mixtures of Al_2O_3 /SiC with different platelets content (5 and 12 %) have been prepared by instantaneous flocculation of the stable suspensions. For the compacts obtained by hot pressing, at 1500-1550 °C in argon atmosphere, relative densities very close to theoretical value have been achieved. However, this technique only allows the fabrication of pieces with simple geometry that require extensive machining, and therefore other sintering routes (pressureless and gas pressure sintering) which can be used to develop near-net-shape components have been considered. Although the relative densities obtained by these sintering routes are lower than those for hot pressed composites, relative densities close to 97 % of the theoretical have been reached using gas pressure sintering.

KEY WORDS. Processing, composites, platelets, sintering, alumina, silicon carbide.

la fabricación de componentes más complejos con formas cercanas a las necesarias para sus aplicaciones finales, evitando o disminuyendo el proceso de rectificación final y abaratando así los costes de producción.

En este trabajo se han preparado materiales compuestos de Al_2O_3 /plaquetas de SiC mediante tres métodos distintos de sinterización: prensado en caliente, sinterización convencional y sinterización bajo presión de gas. Estos dos últimos han sido estudiados con la intención de obtener piezas con geometrías más complejas a las conseguidas con el prensado en caliente. Este método permite obtener materiales densos debido a la acción simultánea de presión y temperatura. La energía mecánica adicional se suministra externamente mediante una carga uniaxial que generalmente se aplica durante el proceso de calentamiento. Esta fuente adicional de energía afecta a la densificación durante la etapa de reajuste de las partículas (deformación elástica) y de flujo visco-plástico, aumentando la movilidad de las partículas y, por tanto, la cinética del proceso.

Los otros dos métodos, sinterización convencional y bajo presión de gas, requieren un especial cuidado en la obtención de las piezas en verde, que posteriormente se sinterizarán, para evitar aglomerados y defectos que aumenten la porosidad.

dad. La sinterización bajo presión de gas utiliza gas presurizado para promover la densificación a alta temperatura. Esta técnica tiene dos etapas: en la primera se utiliza vacío o baja presión de gas y en ella comienza la sinterización; en la segunda la porosidad cerrada residual se elimina aumentando la presión externa del gas. De los tres procesos, la sinterización convencional es el que menos energía aporta al sistema.

El objetivo principal de este trabajo es el estudio del efecto de las condiciones de procesado en la densidad y microestructura de los materiales de $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$. Como variables de procesamiento se han considerado el contenido en plaquetas de SiC, el tipo de alúmina usada como matriz, la temperatura y el tiempo del tratamiento térmico y la atmósfera de sinterización.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se han usado como matrices cerámicas dos polvos submicrónicos de Al_2O_3 (CS400^I y SM8^{II}) con un tamaño medio de partícula del orden de 0,3 μm , que presentan diferente comportamiento frente a la sinterización. Esto permitirá evaluar la influencia de la reactividad del polvo usado como matriz en la densificación de los materiales compuestos. En la fig. 1 se puede observar que la alúmina SM8 es mucho más reactiva que la CS400, ya que comienza a sinterizar a temperatura inferior ($\sim 100^\circ\text{C}$), la pendiente de la curva de

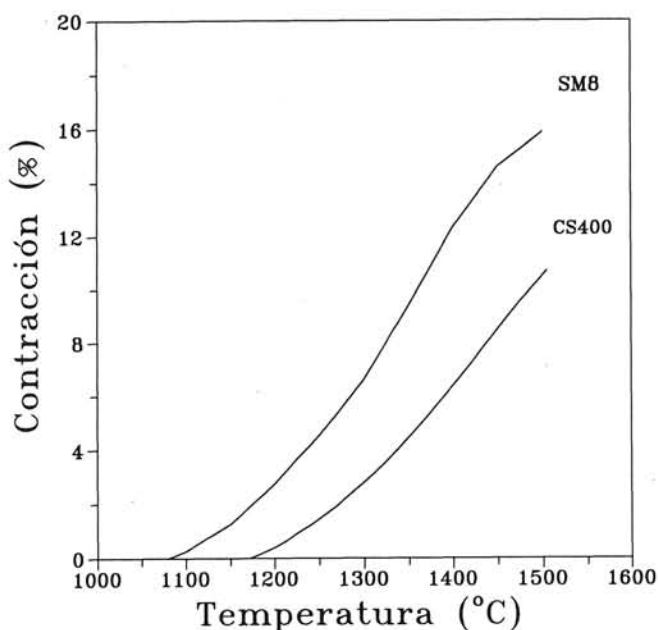


Fig. 1. Curva de contracción frente a temperatura de los compactos de alúmina.

contracción frente a la temperatura es mayor (30 %) y la contracción final es superior en un 40 % a la de la CS400.

La segunda fase o fase reforzante está constituida por plaquetas de SiC^{III} (fig. 2) con un diámetro medio de 10 μm (determinado mediante el método de sedimentación por rayos X^{IV}). El diámetro y el espesor de las plaquetas también

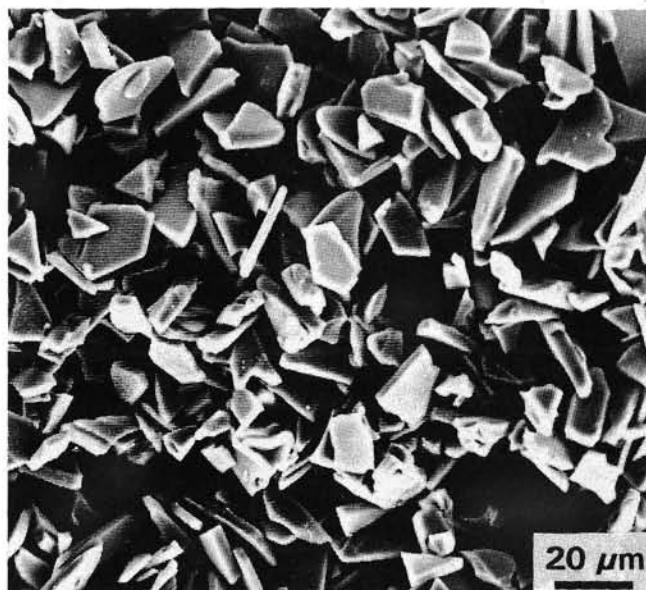


Fig. 2. Fotomicrografía obtenida mediante MEB de las plaquetas de SiC.

se ha medido usando un analizador de imagen^V sobre las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido (MEB). Los valores del diámetro medio de las plaquetas son diferentes, debido a que el método de sedimentación supone partículas esféricas lo que en este caso no es cierto. Por tanto, el valor más ajustado a la realidad corresponde al medido directamente sobre las fotos de MEB. La superficie específica de los materiales de partida se ha cuantificado utilizando la técnica de adsorción de nitrógeno por el método BET^{VI}. El análisis químico y las principales características morfológicas de los polvos de Al_2O_3 y de las plaquetas de SiC se muestran en las tablas I y II.

Las mezclas homogéneas de Al_2O_3 (CS400 y SM8)/SiC conteniendo 5 y 12 % en volumen de plaquetas han sido procesadas utilizando el método de floculación instantánea mediante variación del pH descrito en trabajos anteriores (7): a partir de las curvas de viscosidad y de potencial zeta en función del pH de las suspensiones acuosas, se determinaron los puntos correspondientes a los valores de máxima y mínima viscosidad. Las suspensiones se prepararon al pH asociado al mínimo valor de viscosidad (10 y 4 para los polvos de alúmina CS400 y SM8, respectivamente).

TABLA I

ANÁLISIS QUÍMICO Y PRINCIPALES CARACTERÍSTICAS MORFOLÓGICAS DE LOS POLVOS DE ALÚMINA

	CS400	SM8
d_{50}^* (μm)	0,3	0,3
S_E (B.E.T., m^2/g)	9	10
Principales Impurezas (% en peso)		
SiO_2	0,05	0,01
Fe_2O_3	0,03	0,002
TiO_2	0,005	nd
CaO	0,05	nd
K_2O	nd	0,005
Na_2O	0,1	0,002

* Medido por Sedigraph (nd = no detectado).

^I Lonza Martinswerk, Alemania.

^{II} Baikowski Chimie, Francia, calcinada a 550°C .

^{III} SF, C-Axis Technology, Canadá.

^{IV} Sedigraph 5000ET, Micromeritics, EE.UU.

^V Morphomat 30, Zeiss, Alemania.

^{VI} Monosorb MS-13, Quantachrome, EE.UU.

TABLA II

ANÁLISIS QUÍMICO Y PRINCIPALES CARACTERÍSTICAS MORFOLÓGICAS DE LAS PLAQUETAS DE SiC

d ₅₀ * (μm)	10,5
Diámetro** (μm)	16,8
Espesor** (μm)	2,9
Coeficiente aparente	5,8
S _E (B.E.T., m ² /g)	0,7
Principales Impurezas (% en peso)	
Al ₂ O ₃	1,1
Fe ₂ O ₃	0,014
TiO ₂	0,003
CaO	0,01
MgO	0,003
NiO	0,001

* Medido por Sedigraph. ** Medido por análisis de imagen.

Después de la homogeneización en molino de bolas de alúmina durante dos horas, se varió el pH hasta alcanzar el valor correspondiente al punto de máxima viscosidad que corresponde con el punto isoelectrico (7 y 9 para CS400 y SM8, respectivamente). Las mezclas se secaron a 120 °C durante 24 horas y se tamizaron por debajo de 100 μm. Los compactos en verde utilizados en los ensayos de sinterización convencional y sinterización bajo presión de gas se obtuvieron mediante prensado isostático a 200 MPa.

Las condiciones en las que se han sinterizado los materiales de Al₂O₃ reforzados con plaquetas de SiC, varían en función del método de sinterización elegido.

La densidad de los compactos finales ha sido determinada mediante el método de Arquímedes por inmersión en agua, o mercurio cuando las densidades eran inferiores al 90 % de la teórica (d_t).

La microestructura de los diferentes materiales ha sido analizada utilizando la técnica de microscopía óptica de luz reflejada (MORL) sobre muestras previamente pulidas.

2.1. Prensado en caliente

Se han preparado discos de 50 mm de diámetro con 5 y 12 % en volumen de plaquetas de SiC calentado a 1500 y 1550 °C, durante 0,5 y 1 horas respectivamente, utilizando una presión constante de 50 MPa y argón como atmósfera de sinterización.

2.2. Sinterización convencional

Los compactos en verde de Al₂O₃/SiC se han sinterizado en un crisol de grafito cubiertos por un lecho de SiC en polvo para evitar la formación de productos de reacción (8). Para ello se utilizó un horno vertical con resistencias de grafito. Los tratamientos térmicos se realizaron en atmósfera de argón con un flujo constante de 0,3 l/min, a temperaturas y tiempos comprendidos entre 1650-1800 °C y 1-4 horas, respectivamente.

2.3. Sinterización bajo presión de gas

Los compactos en verde conteniendo 5 y 12 % en volumen de SiC se han tratado a 1700 °C durante 1,5 horas, aplicando una presión de nitrógeno de 10 MPa a dicha

temperatura. Al igual que en los ensayos de sinterización convencional, las muestras también han sido introducidas en un lecho de SiC. Por otra parte, se han realizado ensayos de sinterización dinámica (medidas de la contracción en función de la temperatura) para cada composición y se ha estudiado el distinto comportamiento que presentan las dos alúminas utilizadas como matriz.

La aparición de productos de reacción durante la sinterización ha sido estudiada por difracción de rayos X (DRX).

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1. Prensado en caliente

En la tabla III se recogen las densidades de los materiales compuestos obtenidos por prensado en caliente. Como se observa, todos los valores están próximos al teórico, calculado a partir de las correspondientes fracciones volumétricas y de las densidades de la Al₂O₃ (d = 3,98 g/cm³) y del SiC (d = 3,20 g/cm³). De estos resultados se puede deducir que para contenidos en plaquetas elevados (≥12 %), es necesario aumentar la temperatura y el tiempo de sinterización. La microestructura de los materiales obtenidos revela que la dispersión y homogeneización de las plaquetas en el interior de la matriz, conseguida con el método de floculación, es óptima. También se puede apreciar la orientación de las plaquetas con su diagonal perpendicular al eje de prensado (fig. 3).

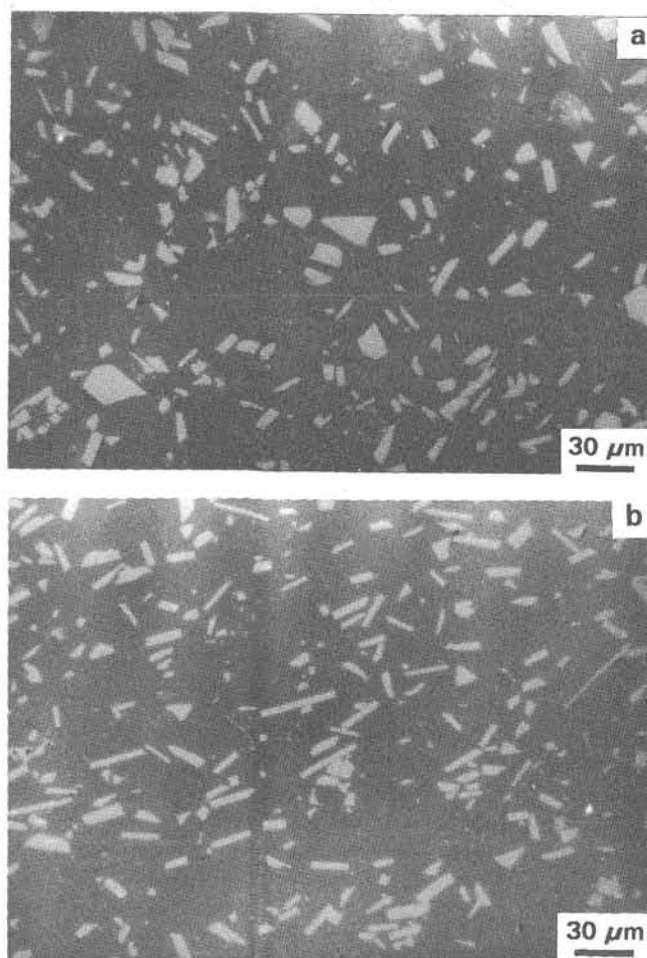


Fig. 3. Fotomicrografía obtenida mediante MORL del compacto de Al₂O₃ CS400/12 % SiC, prensado en caliente a 1500 °C durante 30 minutos correspondiente al plano: (a) perpendicular y (b) paralelo al eje de prensado.

TABLA III

DENSIDADES RELATIVAS (% d_t) DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE Al_2O_3/SiC PRENSADOS EN CALIENTE A 1500 °C DURANTE 30 MINUTOS EN FUNCION DE LA MATRIZ DE ALUMINA Y DEL CONTENIDO EN PLAQUETAS DE SiC

Tipo de matriz	Contenido en SiC (% vol)	Densidad (% d_t)
Al_2O_3 CS400	0	99,5
	5	99,8
	12	98,7
Al_2O_3 SM8	0	99,0
	5	99,9
	12	96,9

3.2. Sinterización convencional

La densidad relativa de los materiales compuestos de Al_2O_3/SiC en función de la temperatura y el tiempo del tratamiento térmico se representa en las figs. 4 y 5 respectivamente, para las diferentes matrices utilizadas (CS400 y SM8) y los distintos contenidos en plaquetas de SiC (5 y 12 % en volumen). En los materiales con un 5 % de SiC, el

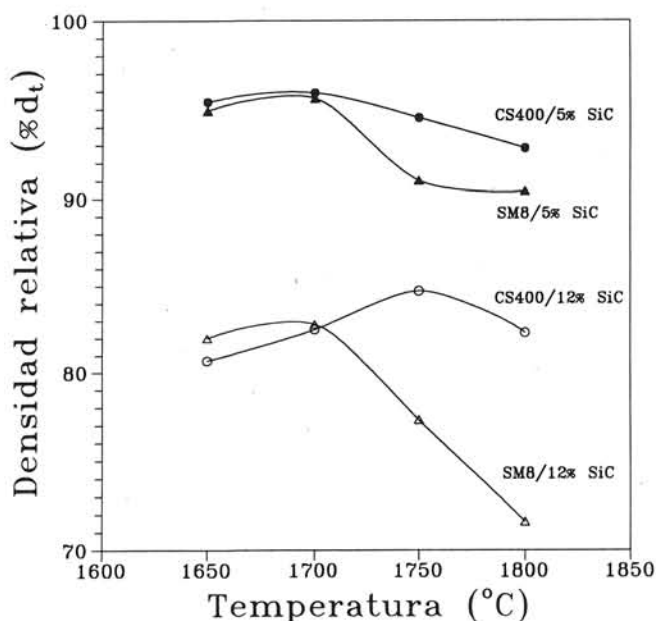


Fig. 4. Densidad relativa frente a la temperatura de los materiales compuestos del Al_2O_3/SiC obtenidos por sinterización convencional para un tratamiento térmico de dos horas.

comportamiento de las dos alúminas es similar y la máxima densidad (~96 % d_t) se obtiene a 1700 °C/2 h. Para temperaturas superiores y tiempos más largos, la densidad baja debido a una mayor oxidación del SiC presente en las muestras. Esto se aprecia al observar las pérdidas de peso durante el tratamiento térmico, los cuales aumentan desde un 3 % a 1650 °C hasta un 14 % a 1800 °C, y desde un 3 % para tratamientos de una hora hasta un 9 % para los de cuatro horas.

Las variaciones locales de tamaño de grano, densidad o composición, pueden limitar la densificación de un compacto. Estas variaciones conducen a velocidades de densificación diferentes dentro del compacto y, por tanto, se desarro-

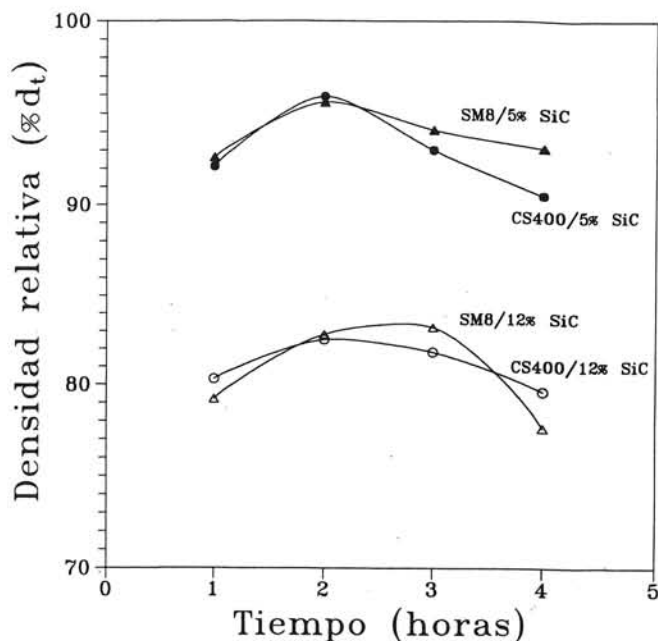


Fig. 5. Densidad relativa en función del tiempo (a la temperatura de 1700 °C) de los materiales compuestos de Al_2O_3/SiC obtenidos por sinterización convencional.

llan tensiones que actúan en contra de las fuerzas de densificación. Esto explica el hecho de que al aumentar el contenido en plaquetas de SiC la densidad disminuye apreciablemente (<82 % d_t), ya que la fuerza conductora para la sinterización de las plaquetas es mucho menor que para las partículas finas de alúmina y aparecen canales de poros entre las plaquetas y las zonas densificadas de granos finos (fig. 6). Este efecto será más significativo a medida que las diferencias entre las velocidades de densificación de la matriz y de las plaquetas sean mayores. De hecho se ha observado que las densidades de los compactos preparados con la alúmina SM8 (más reactiva) son inferiores a las obtenidas en los compactos cuya matriz es CS400.

3.3. Sinterización bajo presión de gas

Con esta vía de sinterización se ha conseguido elevar extraordinariamente la densidad de los materiales con 12 %

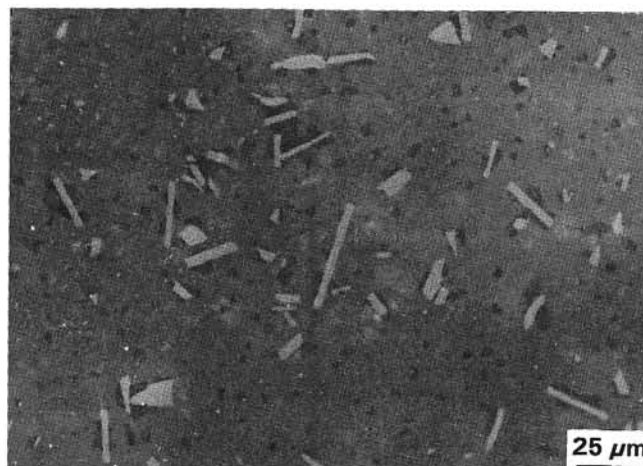


Fig. 6. Fotomicrografía obtenida mediante MORL del compacto de Al_2O_3 SM8/5 % SiC sinterizado de forma convencional a 1700 °C durante dos horas.

en volumen de plaquetas respecto al método convencional (96 y 97 % d_t para los casos de Al_2O_3 CS400 y SM8 respectivamente), llegando a alcanzar valores similares a los obtenidos con 5 % en volumen (tabla IV). En las micrografías de las figs. 7 y 8 se pueden apreciar las diferencias de densidad entre los distintos procesos de sinterización. Esto puede deberse a que en este tipo de ensayo se utiliza el gas

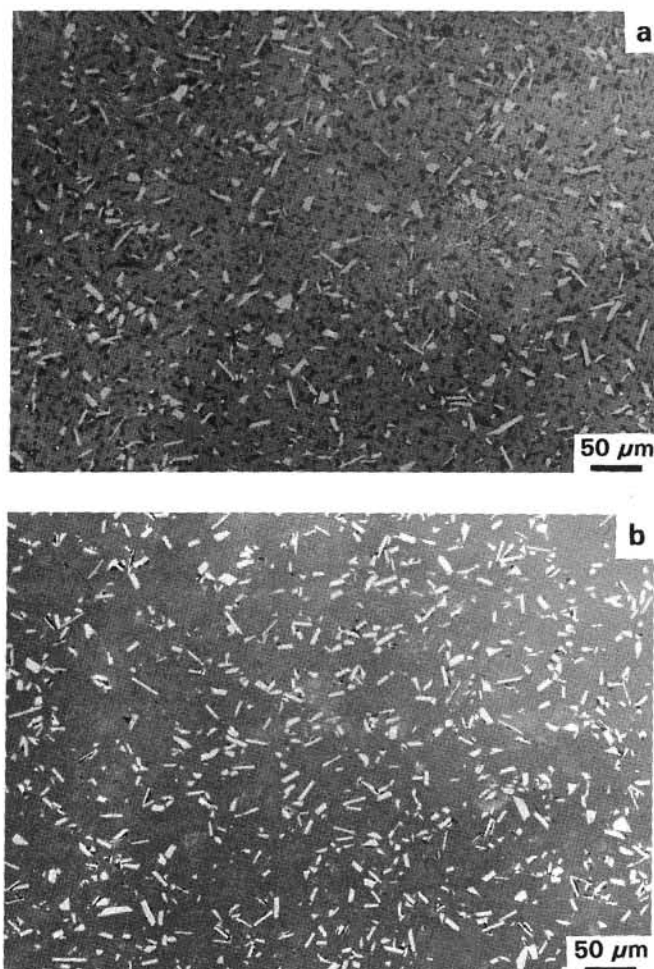


Fig. 7. Fotomicrografía obtenida mediante MORL de los materiales compuestos de Al_2O_3 CS400/12 % SiC usando: (a) sinterización convencional y (b) sinterización bajo presión de gas.

en una cámara estanca con una fuerte sobrepresión, frente al flujo continuo de gas empleado en la sinterización convencional. De esta forma, se evita la eliminación de los productos de reacción, desplazándose el equilibrio hacia los materiales de partida.

TABLA IV

DENSIDADES RELATIVAS (% d_t) DE LOS MATERIALES DE Al_2O_3 REFORZADOS CON PLAQUETAS DE SiC OBTENIDOS POR SINTERIZACION BAJO PRESION DE GAS

Tipo de Al_2O_3	Contenido en SiC (% vol)	Densidad relativa (% d_t)
CS400	5	96
	12	96
SM8	5	97
	12	97

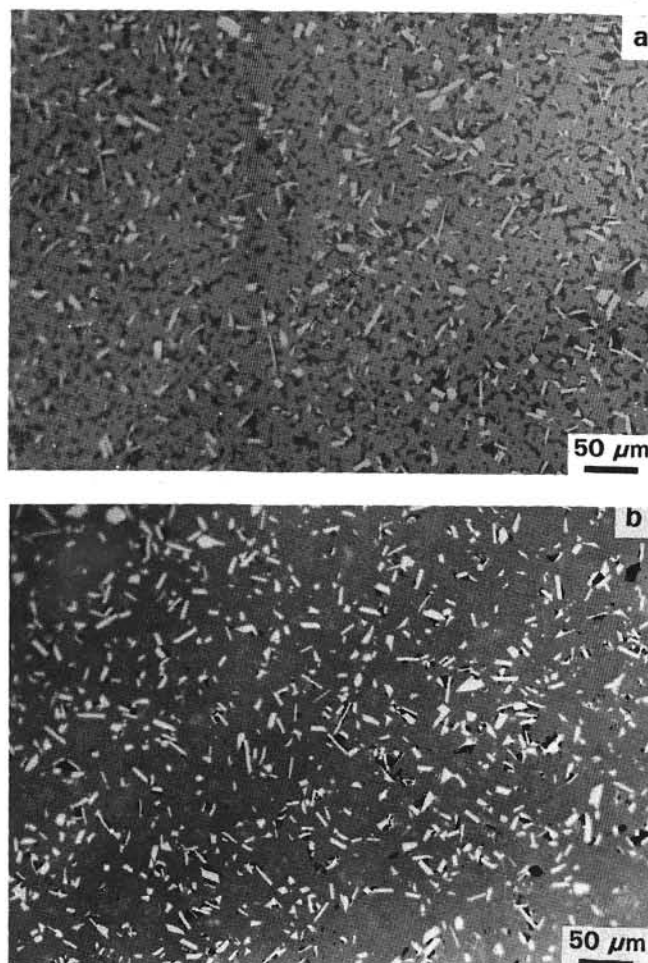


Fig. 8. Fotomicrografía obtenida mediante MORL de los materiales compuestos de Al_2O_3 SM8/12 % SiC usando: (a) sinterización convencional y (b) sinterización bajo presión de gas.

Aunque en este proceso ambos factores, presión de gas y estanqueidad, contribuyen a aumentar la densificación, es este último el factor determinante ya que se observó que la presión, que se aplica cuando la muestra alcanza la máxima temperatura, no afecta significativamente a la densidad final.

Paralelamente, se han realizado ensayos dinámicos de contracción frente a la temperatura para todas las composiciones (figs. 9 y 10) en las mismas condiciones de ensayo empleadas en el horno (apartado 2.3). La temperatura a la cual comienzan a sinterizar los compactos donde la matriz es Al_2O_3 SM8 es superior a los de matriz CS400 pero, dado que la velocidad de contracción es mayor, se consiguen siempre valores de densidad superiores. Esto concuerda con el comportamiento observado en las muestras sinterizadas en el horno.

Por otra parte, se ha detectado la formación durante el proceso de sinterización de una capa externa en la superficie de las probetas (fig. 11). La composición en fases de esta capa, que tiene un espesor de 20 μm , se ha analizado mediante DRX. Mientras que en el interior se observa Al_2O_3 y SiC, en la superficie se detectan nitrato de aluminio (AlN), γ -oxinitrato de aluminio ($\gamma\text{-AlON}$) y 15R-Sialon, desapareciendo el SiC. Esto es debido a un proceso de reducción carbotermal de la alúmina favorecido por la existencia de impurezas de hierro y grafito en el SiC, que actúan como catalizadores (8). A pesar de la formación de esta capa, la cual es fácilmente eliminable, la sinterización bajo presión

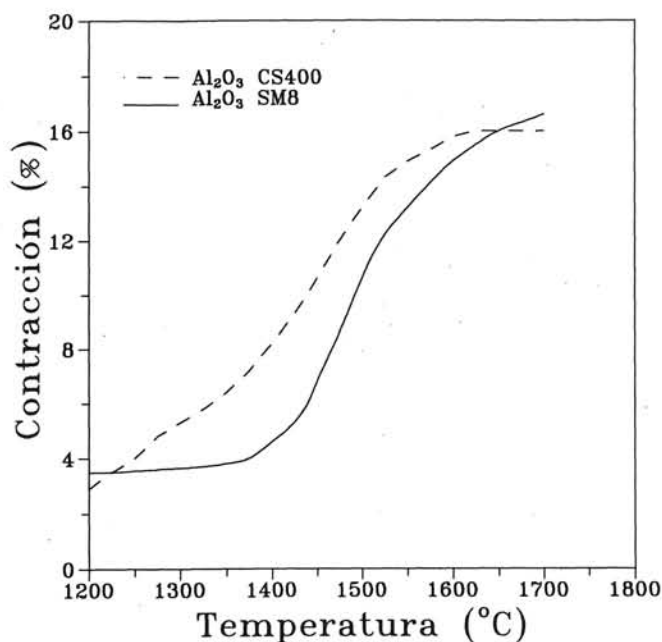


Fig. 9. Curva de contracción frente a temperatura de los compactos de $\text{Al}_2\text{O}_3/12\%$ SiC sinterizados bajo presión de gas, en función de la matriz empleada.

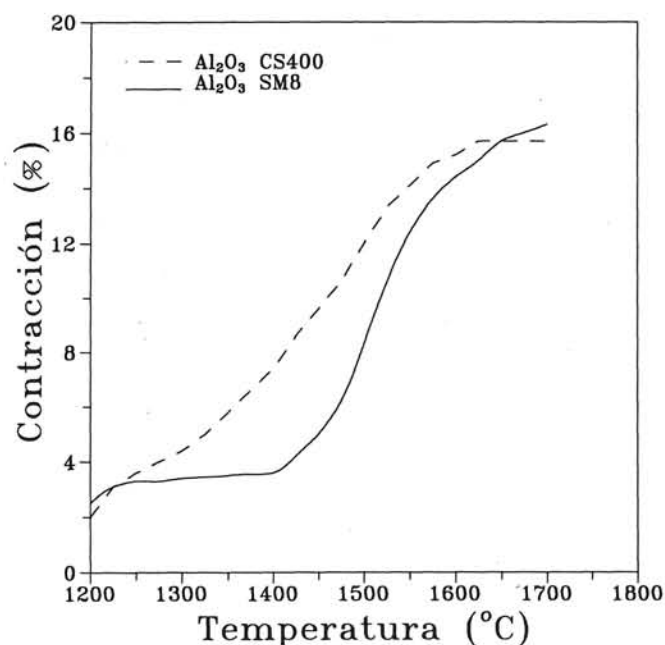


Fig. 10. Curva de contracción frente a temperatura de los compactos de $\text{Al}_2\text{O}_3/5\%$ SiC sinterizados bajo presión de gas, en función de la matriz empleada.

de gas parece ser una buena alternativa al prensado en caliente, ya que se obtienen densidades aceptables con contenidos elevados de plaquetas, al tiempo que permite fabricar piezas con geometrías más complejas que las conseguidas por el prensado en caliente.

En los otros métodos (prensado en caliente y sinterización convencional) en los que se ha empleado argón como atmósfera de sinterización sólo se ha observado oxidación del SiC. Se podría mejorar la vía de la sinterización bajo presión de gas utilizando argón en lugar de nitrógeno.

La reactividad de los polvos empleados como matriz no tiene un efecto significativo sobre la densificación de los

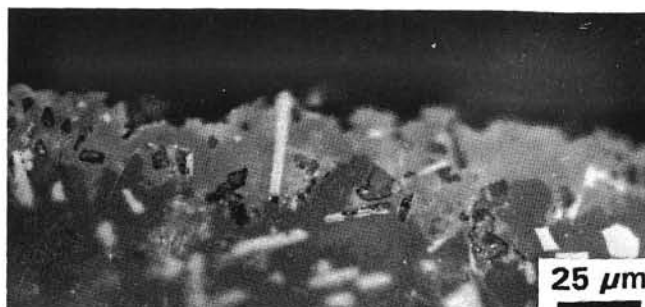


Fig. 11. Fotomicrografía obtenida mediante MORL de la capa externa del material compuesto de Al_2O_3 CS400/12 % SiC sinterizado bajo presión de gas.

compactos, aunque se ha observado que las densidades obtenidas con la alúmina de mayor reactividad son ligeramente inferiores a temperaturas por debajo de 1600 °C debido a que la diferencia entre la velocidad de densificación de la matriz y de las plaquetas es mayor y, por tanto, las fuerzas contrarias a las de densificación también son mayores.

4. CONCLUSIONES

- i) El método de floculación instantánea empleado en la preparación de las mezclas de Al_2O_3 /plaquetas de SiC permite obtener materiales con microestructuras perfectamente homogéneas y una buena dispersión de las plaquetas en la matriz.
- ii) La densificación de las muestras viene determinada por la temperatura y el tiempo del tratamiento térmico, pero especialmente, por el contenido en SiC y por la atmósfera de sinterización (flujo continuo o estanco y tipo de gas).
- iii) Con el prensado en caliente se obtienen las mayores densidades (próximas a la teórica) a temperaturas relativamente bajas.
- iv) La sinterización convencional sólo se puede emplear para bajos contenidos en plaquetas (5 %), alcanzándose densidades superiores al 95 % d_t .
- v) Se ha comprobado que la sinterización bajo presión de gas es una alternativa al prensado en caliente para la fabricación de determinados componentes estructurales. Las densidades obtenidas en materiales con contenidos de plaquetas hasta el 12 % son del 96-97 % d_t .

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a Cerametal (Mamer, Luxemburgo) y Atochem (Lyon, Francia) la ayuda prestada para realizar los ensayos de prensado en caliente y sinterización bajo presión de gas, respectivamente.

Este trabajo está subvencionado por la Comunidad Económica Europea (BRITE, BREU-0181-C).

6. BIBLIOGRAFIA

1. WEI, G. C. y BECHER, P. F.: Development of SiC-Whisker-Reinforced Ceramics. *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 64, 2, 298-304 (1985).
2. HOMENY, J.; VAUGHN, W. L. y FERBER, M. K.: Whisker-Reinforced Ceramic Matrix Composites. *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 66, 2, 333-338 (1987).

3. BIRCHALL, J. D.; STANLEY, D. R.; MOCKFORD, M. J.; PIGOTT, G. H. y PINTO, P. J.: Toxicity of SiC Whiskers. *J. Mat. Sci.*, 7, 4, 350-351 (1988).
4. FISCHER, W. F.; HABER, R. A. y ANDERSON, R. M.: Mechanical Properties of Alumina Matrix Composites Reinforced with Silicon Carbide Platelets and Particulates. *Ceram. Transac.* 19: Advanced Composite Materials, 773-779 (1991).
5. BLACK, J. A.: Shaping Reinforcements for Composites. Advanced Materials & Processes inc. Metal Progress 3/88, 51-54 (1988).
6. CLAUSSEN, N.: Proc. 11th RISØ International Symposium on Structural Ceramics Processing, Microstructure and Properties, Ed. J. J. Bentzen et al., RISØ Natinal Laboratory, 1-12 (1990).
7. BELMONTE, M.; MOYA, J. S. y MIRANZO, P.: Materiales compuestos reforzados con plaquetas. *Anales de Mecánica de la Fractura* 9, 53-57 (1992).
8. NIETO, M. I.; MIRANZO, P.; DE AZA, S. y MOYA, J. S.: Effect of Atmosphere on Microstructural Evolution of Pressureless Sintered Al₂O₃/SiC Composites. *J. Ceram. Soc. Japan*, 100, 4, 459-462. (1992)

**MULTINACIONAL COMERCIALIZADORA DE MINERALES
NECESITA**

JEFE COMERCIAL

Se requiere

- Experiencia en actividades cerámicas y/o refractarias completada por una práctica comercial de tres a cinco años.
- Disponibilidad para viajar.
- Conocimientos de informática.
- Idiomas: francés y se valorará el inglés.
- Lugar de trabajo: Madrid.

Se ofrece

- Jefe de departamento dependiente del director general.
- Posibilidad de promoción dentro de la Cía. o del Grupo.
- Incorporación inmediata.
- Ingresos brutos de 4 a 5 millones de ptas./año.

Interesados ponerse en contacto en días laborables preferentemente a partir de las 20,00 h. con el **Sr. Martín, teléf.: 431 70 74**, o con el **Sr. Monedero, teléf.: 575 26 18**

8th CIMTEC
Charting the Future

Florence
June 29 to July 4 1994



WORLD CERAMICS CONGRESS

Plan to attend the World Ceramics Congress in Florence, the cradle of European Renaissance, and keep yourself up to date with technology that will help enter the ceramics community into the future.

The international leading event of its type in Europe focusing on both traditional and advanced ceramics to cover on a global basis outstanding advancements in research, technology and application, as well as present and future markets, with the objective of identifying and exploring new directions for ceramics.

Featured sessions and symposia:

CLASSICAL CERAMICS

The Ceramics Industry

Quality Energy Environment

- Process science
- Product development
- Raw materials
- Technical innovation
- Wall & floor tile
- Sanitaryware
- Tableware & art ware
- Heavy clay products
- Refractories
- Quality, standards, certification
- Industry and market analyses

International Symposium
"Ceramics in Architecture"
International Symposium "The
Ceramics Heritage"

ADVANCED CERAMICS

- Fundamentals of research
- Testing methods
- Non destructive characterization
- Powder synthesis & characterization
- Forming and related processes
- Sintering & related processes
- Composites & joining
- Surface modification
- Mechanical, thermal and thermomechanical applications
- Electric, magnetic and optical ceramics
- Ceramics for chemical and nuclear applications
- Standards and markets for advanced ceramics

TOPICAL SYMPOSIA

- Inorganic films & coatings
- Diamond and diamond-like films
- Advanced structural fiber composites
- Superconductivity & superconducting materials technologies
- Materials in engine technology
- Intelligent materials & systems
- Materials in optics, electro-optics & communication technologies
- Materials in clinical applications

For more information about the 8th CIMTEC call or write the CIMTEC headquarters

8th CIMTEC - P.O. Box 174
48018 FAENZA - ITALY
Phone +546-22461 664143
Fax +546 664138 663362

Endorsed by

ICF
International Ceramic Federation

Main co-endorsers and sponsors: National Research Council of Italy (CNR), Italian National Commission for New Technology, Energy and Environment (ENEA), Commission of the European Communities, Programme Brite-Euram, Academy of Ceramics, International Union of Materials Research Societies (IUMRS), E-MRS, f.e.m.s., VAMAS, Gruppo Bitossi, Acimac, Siti, Cooperativa Ceramica di Imola, Ceramica Casalgrande Padana, Mapei, Ferro Corporation, ILVA, Maffei, Mori, Poppi, Nassetti.